

PCT

世界知的所有権機関
国際事務局

特許協力条約に基づいて公開された国際出願



(51) 国際特許分類6 H01L 33/00	A1	(11) 国際公開番号 WO99/05728																														
		(43) 国際公開日 1999年2月4日 (04.02.99)																														
<p>(21) 国際出願番号 PCT/JP98/03336</p> <p>(22) 国際出願日 1998年7月27日 (27.07.98)</p> <p>(30) 優先権データ</p> <table> <tr><td>特願平9/199471</td><td>1997年7月25日 (25.07.97)</td><td>JP</td></tr> <tr><td>特願平9/235524</td><td>1997年9月1日 (01.09.97)</td><td>JP</td></tr> <tr><td>特願平9/286304</td><td>1997年10月20日 (20.10.97)</td><td>JP</td></tr> <tr><td>特願平9/304328</td><td>1997年11月6日 (06.11.97)</td><td>JP</td></tr> <tr><td>特願平9/317421</td><td>1997年11月18日 (18.11.97)</td><td>JP</td></tr> <tr><td>特願平9/348972</td><td>1997年12月18日 (18.12.97)</td><td>JP</td></tr> <tr><td>特願平9/348973</td><td>1997年12月18日 (18.12.97)</td><td>JP</td></tr> <tr><td>特願平10/176623</td><td>1998年6月8日 (08.06.98)</td><td>JP</td></tr> <tr><td>特願平10/176634</td><td>1998年6月8日 (08.06.98)</td><td>JP</td></tr> <tr><td>特願平10/199829</td><td>1998年6月29日 (29.06.98)</td><td>JP</td></tr> </table> <p>(71) 出願人 (米国を除くすべての指定国について) 日亞化学工業株式会社 (NICHIA CHEMICAL INDUSTRIES, LTD.)[JP/JP] 〒774-8601 徳島県阿南市上中町岡491番地100 Tokushima, (JP)</p>		特願平9/199471	1997年7月25日 (25.07.97)	JP	特願平9/235524	1997年9月1日 (01.09.97)	JP	特願平9/286304	1997年10月20日 (20.10.97)	JP	特願平9/304328	1997年11月6日 (06.11.97)	JP	特願平9/317421	1997年11月18日 (18.11.97)	JP	特願平9/348972	1997年12月18日 (18.12.97)	JP	特願平9/348973	1997年12月18日 (18.12.97)	JP	特願平10/176623	1998年6月8日 (08.06.98)	JP	特願平10/176634	1998年6月8日 (08.06.98)	JP	特願平10/199829	1998年6月29日 (29.06.98)	JP	(72) 発明者; および (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ) 中村修二(NAKAMURA, Shuji)[JP/JP] 向井孝志(MUKAI, Takashi)[JP/JP] 谷沢公二(TANIZAWA, Koji)[JP/JP] 三谷友次(MITANI, Tomotsugu)[JP/JP] 丸居宏充(MARUI, Hiromitsu)[JP/JP] 〒774-8601 徳島県阿南市上中町岡491番地100 日亞化学工業株式会社内 Tokushima, (JP) (74) 代理人 弁理士 青山 葵, 外(AOYAMA, Tamotsu et al.) 〒540-0001 大阪府大阪市中央区城見1丁目3番7号 IMPビル 青山特許事務所 Osaka, (JP) (81) 指定国 AU, CA, CN, US, 欧州特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE).
特願平9/199471	1997年7月25日 (25.07.97)	JP																														
特願平9/235524	1997年9月1日 (01.09.97)	JP																														
特願平9/286304	1997年10月20日 (20.10.97)	JP																														
特願平9/304328	1997年11月6日 (06.11.97)	JP																														
特願平9/317421	1997年11月18日 (18.11.97)	JP																														
特願平9/348972	1997年12月18日 (18.12.97)	JP																														
特願平9/348973	1997年12月18日 (18.12.97)	JP																														
特願平10/176623	1998年6月8日 (08.06.98)	JP																														
特願平10/176634	1998年6月8日 (08.06.98)	JP																														
特願平10/199829	1998年6月29日 (29.06.98)	JP																														
<p>添付公開書類 国際調査報告書 請求の範囲の補正の期限前の公開; 補正書受領の際には再公開される。</p>																																
(54) Title: NITRIDE SEMICONDUCTOR DEVICE																																
(54)発明の名称 窒化物半導体素子																																
<p>(57) Abstract</p> <p>A nitride semiconductor device used chiefly as an LD and an LED element. In order to improve the output and to decrease V_f, the device is given either a three-layer structure in which a nitride semiconductor layer doped with n-type impurities serving as an n-type contact layer where an n-electrode is formed is sandwiched between undoped nitride semiconductor layers, or a superlattice structure of nitride. The n-type contact layer has a carrier concentration exceeding $3 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, and the resistivity can be lowered below $8 \times 10^3 \Omega\text{cm}$.</p>																																

[12]发明专利申请公开说明书

[21]申请号 98807519.9

[43]公开日 2000年8月30日

[11]公开号 CN 1265228A

[22]申请日 1998.7.27 [21]申请号 98807519.9

[30]优先权

[32]1997.7.25 [33]JP [31]199471/1997

[32]1997.9.1 [33]JP [31]235524/1997

[32]1997.10.20 [33]JP [31]286304/1997

[32]1997.11.6 [33]JP [31]304328/1997

[32]1997.11.18 [33]JP [31]317421/1997

[32]1997.12.18 [33]JP [31]348972/1997

[32]1997.12.18 [33]JP [31]348973/1997

[32]1998.6.8 [33]JP [31]176623/1998

[32]1998.6.8 [33]JP [31]176634/1998

[32]1998.6.29 [33]JP [31]199829/1998

[86]国际申请 PCT/JP98/03336 1998.7.27

[87]国际公布 WO99/05728 日 1999.2.4

[85]进入国家阶段日期 2000.1.24

[71]申请人 日亚化学工业株式会社

地址 日本德岛县阿南市

[72]发明人 中村修二 向井孝志 谷沢公二

三谷友次 丸居宏充

[74]专利代理机构 上海专利商标事务所

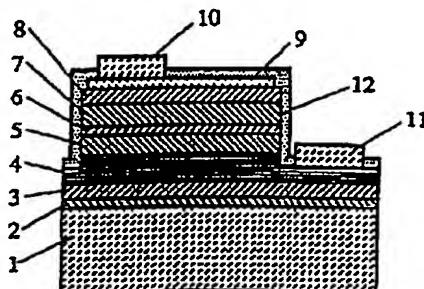
代理人 孙敬国

权利要求书 2 页 说明书 21 页 附图页数 1 页

[54]发明名称 氮化物半导体元器件

[57]摘要

本发明揭示一种氮化物半导体元器件，在用来作为LD和LED元件的氮化物半导体元器件中，为了提高输出，同时降低Vf，将N电极所形成的n型导电层作成以非掺杂氮化物半导体层夹住掺杂n型杂质的氮化物半导体层的三层叠结构或氮化物超格子结构，n型导电层具有超过 $3 \times 10^{18}/cm^3$ 的载流子浓度，可降低电阻到不满 $8 \times 10^{-3}\Omega\cdot cm$ 。



权利要求书

1. 一种氮化物半导体发光元器件，包括在基板上至少形成 N 电极的 N 型接触层，使电子与空穴再结合的活性层，形成 P 电极的 P 型接触层，各层由氮化物半导体形成，其特征在于：

具有三层层叠结构，所述 N 型接触层由具有第 1 面和第 2 面的掺有 N 型杂质的氮化物半导体形成，分别与所述第 1 面和第 2 面连接而形成不掺有 N 型杂质的非掺杂氮化物半导体层。

2. 如权利要求 1 所述的氮化物半导体发光元器件，其特征在于，所述 N 型接触层由 GaN 型成，所述 N 型杂质是由掺杂 Si 形成，与该第 1 面连接形成的氮化物半导体层是非掺杂的 GaN 或 AlGaN，与该第 2 面连接形成的氮化物半导体层是非掺杂的 GaN, AlGaN 或 InGaN。

3. 如权利要求 2 或 3 所述的氮化物半导体发光元器件，其特征在于，所述 N 型接触层具有超过 $3 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的载流子浓度。

4. 如权利要求 2 所述的氮化物半导体发光元器件，其特征在于，所述 N 型接触层具有不满 $8 \times 10^{-3}\Omega\text{cm}$ 的电阻率。

5. 如权利要求 1 所述的氮化物半导体发光元器件，其特征在于，所述 N 型接触层形成在蓝宝石基板上形成的缓冲层上。

6. 一种氮化物半导体发光元器件，包括在基板上至少形成 N 电极的 N 型接触层，使电子与空穴再结合的活性层，形成 P 电极的 P 型接触层，各层由氮化物半导体形成，其特征在于：

所述 N 型接触层由至少层叠掺有 N 型杂质的氮化物半导体层与未掺有 N 型杂质的非掺杂氮化物半导体层的超格子层所形成。

7. 如权利要求 6 所述的氮化物半导体发光元器件，其特征在于，所述 N 型接触层是由选自 GaN/GaN, InGaN/GaN, LGaN/GaN 与 InGaN/AlGaN 组合的氮化物层交互层叠的超格子层所形成，其中之一掺杂 Si。

8. 如权利要求 7 所述的氮化物半导体发光元器件，其特征在于，所述 N 型接触层具有超过 $3 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 的载流子浓度。

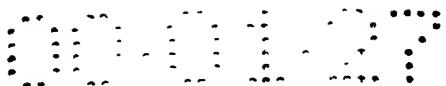
9. 如权利要求 7 或 8 所述的氮化物半导体发光元器件，其特征在于所述 N 型接触层具有不满 $8 \times 10^{-3}\Omega\text{cm}$ 的电阻率。

10. 如权利要求 6 所述的氮化物半导体发光元器件，其特征在于，所述 N 型接触层由具有第 1 页和第 2 页的掺有 N 型杂质的氮化物半导体超格子层所形成，分别连接所述第 1 页和第 2 页而形成不掺有 N 型杂质的非掺杂氮化物半导体层或 N 型杂质较超格子层少的氮化物半导体层。

11. 如权利要求 7 所述的氮化物半导体发光元器件，其特征在于，所述 N 型接触层形成在蓝宝石基板上所形成缓冲层上形成的不掺有 N 型杂质的非掺杂 GaN 上，通过不掺有 N 型杂质的非掺杂 GaN，将包含所述活性层的其他氮化物层层叠在该 N 型接触层上。

12. 一种氮化物半导体发光元器件，包括在基板上至少形成 N 电极的 N 型接触层，使电子与空穴再结合的活性层，形成 P 电极的 P 型接触层，各层由氮化物半导体形成，其特征在于：

所述 N 型接触层由 GaN 型成，掺杂所述 N 型杂质 Si，连接该第 1 面和第 2 面而形成的氮化物半导体层其至少 1 层在掺杂浓度较 N 型接触层低的 Si，连接该第 1 面所形成的第 1 氮化物半导体层为 GaN 或 AlGaN，连接该第 2 面所形成的第 3 氮化物半导体为 GaN，AlGaN 或 InGaN。



说 明 书

氮化物半导体元器件

技术领域

本发明涉及发光二极管元件、激光二极管元件等元器件，太阳电池、光感测器等感光元器件，或用于晶体管、功率器件等电子器件的氮化物半导体($In_xAl_yGa_{1-x-y}N$, $0 \leq X, Y \leq 1$)制成的元器件。

背景技术

氮化物半导体已被用来作为高亮度纯绿色发光 LED、蓝色 LED、并已在蓝色 LED 显示器、交通信号灯、图像扫描器光源等各种光源中实用化。这种氮化物半导体的 LED 元件基本上具有按照脉冲层、Si 掺杂 GaN 制 N 侧接触层、具有单一量子井结构的 InGaN 或具有 InGaN 多重量子井构成的活性层、Mg 掺杂 AlGaN 制 p 侧包层、Mg 掺杂 GaN 制 p 侧接触层，顺序层叠在蓝宝石基板上的结构，在 20mA(毫安)中，发光波长 450nm(奈米)的蓝色 LED 为 5mW(毫瓦)，外部量子功率 9.1%，520nm 的绿色 LED 为 3mW，外部量子效率 6.3%，示出具有极佳的特性。

此外，本发明人等曾首次向全世界发表使用这种氮化物半导体材料于脉冲电流下，于室温的 410nm 的振荡(例如 Jpn. J. Appl. Phys. 35(1996) L74, Jpn. J. Appl. Phys. 35 (1996) L217 等)。这种激光元器件具有变异质结构，这种结构具有使用 InGaN 的多重量子井结构(MQW: Multi-Quantum-Well)的活性层，在脉冲宽度 2μs，脉冲周期 2ms 条件下，阈值电流 610mA，阈值电流密度 8.7kA/cm²，显示有 410nm 的振荡。此外，本发明人等也首次在室温下连续振荡成功而将其发表(例如日经电子 1996 年 12 月 2 日号技术快报、Appl. Phys. Lett. 69(1996) 3034-、Appl. Phys. Lett/69(1996) 4056-等)。这种元器件在 20°C 下，在阈值电流密度 3.6kA/cm²，阈值电压 5.5V，1.5mW 输出功率下，显示连续振荡 27 小时。

这样，氮化物半导体虽已以 LED(发光元器件: Light Emitting Device)实用化，LD(激光二极体: Laser Diode)更达到连续振荡数十小时程度，但为了使用 LED 于例如照明用光源，相当于直射日光的屋外显示上，有进一步提高其

输出的要求。此外为了 LD 降低阈值，延长寿命，实用化于光拾取、DVD 等光源，有进一步改良的必要。此外，前述 LED 元器件在 20mA 中， V_f 接近 3.6V。借助于 V_f 进一步下降，元器件的发热量变小，可靠性提高。所以，激光元器件降低阈值电压在提高元器件寿命上非常重要。

发明目的

本发明有鉴在这种，其目的在于，主要足以提高 LED、LD 等氮化物半导体元器件的输出，同时降低 V_f 阈值电压，提高元器件的可靠性，特别是提高 N 型接触层的载波子浓度，达到其电阻率的降低为第一目的。

其第二目的更在于提供一种 N 型氮化物层结构，在提高 N 型接触层的载流子浓度同时，可提高 N 型接触层上所形成氮化物半导体层的结晶性。

发明的概要

本发明氮化物半导体元器件的要点为将上述 N 型接触层作成特殊的三层叠结构或超格子结构。

本发明第 1 发明的氮化物半导体元器件，包括在基板上至少形成 N 电极的 N 型接触层，使电子与空穴再结合的活性层，形成 P 电极的 P 型接触层，各层由氮化物半导体形成，其特征在于：

具有三层层叠结构，所述 N 型接触层由具有第 1 面及第 2 面的掺有 N 型杂质的氮化物半导体形成，分别与所述第 1 面和第 2 面连接而形成不掺有 N 型杂质的非掺杂氮化物半导体层。

此外，本发明非掺杂氮化物半导体层，是指不掺加杂质的氮化物半导体层，包含例如包含在原料中的杂质、反应元器件内的污染、依所需掺有杂质的其他层，因不经心扩散，混入的层；以及微量掺杂，实质上视为掺杂的层（例如电阻率 $3 \times 10^{-1} \Omega\text{cm}$ 以上）。此外，N 型杂质可列举者有 IV 族元素的 Si、Ge、Sn 等，最好为 Si。含有 N 型接触层而与其层叠的氮化物半导体虽可举 GaN、InGaN、AlGaN 为代表例，但 N 型接触层为不含 In、Al 的 GaN 由结晶性观点看来较佳。另一方面，夹有这种 N 型接触层的掺杂氮化物半导体虽如以下详述，但若以 N 型接触层为三层层叠结构第 2 层，形成于其基板侧的第 1 氮化物半导体最好为 GaN 或 AlGaN。形成于 N 型接触层的基板反侧的第 3 氮化物半导体最好为 GaN、InGaN 或 AlGaN。特别是，可举掺杂 Si 的 N

型接触层(第2层)夹有非掺杂GaN,而形成的GaN(第3层)/Si掺杂GaN(第二层)/掺杂GaN(第一层)的三层层叠结构为代表例。

此外,前述第二氮化物半导体层(n型接触层),其特征在于,可具有 $3 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上的载流子浓度,若考虑此层移动度,电阻率即不满 $8 \times 10^3 \Omega\text{cm}$ 。以往的N型接触层的电阻率虽以 $8 \times 10^3 \Omega\text{cm}$ 为限,(例如美国专利5,733,796号),但可借助于减少此电阻率降低Vf。实现的电阻率在 $6 \times 10^3 \Omega\text{cm}$ 以下,较佳者在 $4 \times 10^3 \Omega\text{cm}$ 以下。虽无特别规定下限,但最好调整在 $1 \times 10^5 \Omega\text{cm}$ 以上。若为较下限值低的电阻,杂质量即会过多,有氮化物半导体结构性劣化的倾向。

此外,在前述基板与前述的第1氮化物半导体层之间最好具有较第1氮化物半导体层低温生长的缓冲层。这种缓冲层可例如在 $400^\circ\text{C} \sim 900^\circ\text{C}$ 将AlN、GaN、AlGaN等生长为 $0.5\mu\text{m}$ 以下的膜厚,以缓和基板与氮化物半导体的格子不整,或用来作为底层,使第1氮化物半导体层结构性极佳地生长。特别是在前述第1层生长GaN情形下,最好为GaN缓冲层。

此外,第3氮化物半导体膜厚宜在 $0.5\mu\text{m}$ 以下。第3氮化物半导体层的较佳膜厚在 $0.2\mu\text{m}$ 以下,最好在 $0.15\mu\text{m}$ 以下。虽未特别规定下限,但宜调整在10埃以上,较佳者在50埃以上,最佳者在100埃以上。第3氮化物半导体层为非掺杂层,由于电阻率通常高达 $0.1\Omega\text{cm}$ 以上,故与此层的厚膜层生长相反,Vf有降低的倾向。

本发明第2发明的氮化物半导体元器件,包括在基板上至少形成N电极的N型接触层,使电子与空穴再结合的活性层,形成P电极的P型接触层,各层由氮化物半导体形成,其特征在于:

所述N型接触层由至少层叠掺有N型杂质的氮化物半导体层与未掺有N型杂质的非掺杂氮化物半导体层的超格子层所形成。

此外,上述N型接触层与第1氮化物半导体发光元器件相同,分别连接其第1面及第2面而形成不掺杂N型杂质之非掺杂或N型杂质超格子层少的第1及第2氮化物半导体层,最好夹有第2氮化物半导体层(N型接触层)而层叠。

在上述第2氮化物半导体发光元器件中,超格子结构是指膜厚宜在100埃以下,较佳者在70埃以下,最佳者在50埃以下的氮化物半导体层以多层膜结构层叠而成的结构。此外,本说明书所谓超格子结构或超格子层,包含

组成互异层所叠层的多层膜，以及互有相同组成但N型杂质的掺杂互异的层所层叠的多层膜二者。此外，非掺杂氮化物半导体层是指不掺有杂质的氮化物半导体层，与第1发光元器件情形相同。

此外，本发明第2氮化物半导体元器件最好在基板与前述第1氮化物半导体层之间具有较第1氮化物半导体层低温生长的缓冲层。缓冲层可在400℃～900℃使例如AlN、GaN、AlGaN等生长0.5μm以下的膜厚，以缓和基板与氮化物半导体的格子不整，或作为底层，用以使第1氮化物半导体层结构性极佳地生长。

第2氮化物半导体层可由带隙能量互异的2种氮化物半导体层层叠构成，最好在这种2种氮化物半导体层间形成其他氮化物半导体层予以叠层。

在这种情形下，这2种氮化物半导体层最好掺杂N型杂质互异的浓度，以下称构成超格子层的氮化物半导体层的杂质浓度互异为异常掺杂。

此外，以层叠带隙能量不同的二种层以形成第2氮化物半导体层情形下，可掺杂较多杂质于N型杂质带隙能量大的层上，亦可掺杂较多杂质于带隙能量小的层上。

此外，在层叠带隙能量不同的二种层以形成第2氮化物半导体层情形下，最好其中一层处于不掺有杂质状态，仍保持非掺杂，在这种情形下，N型杂质宜掺杂在带隙能量大的层，亦宜掺杂在带隙能量小的层。

此外，在本发明中，前述第2氮化物半导体层最好层叠N型杂质浓度互异但具有同一组成的二种氮化物半导体层而构成。在这种情形下，最好前述二种氮化物半导体层之一为不掺有N型杂质的掺杂层。

特别是，代表性的形成N型接触层的超格子层由选自GaN/GaN, InGaN/GaN, AlGaN/GaN与InGaN/AlGaN组合的氮化物层交互层叠的超格子层所形成，其一方最好掺杂Si。

此外，在具备第3氮化物半导体层情形下，宜为非掺杂，其膜厚在0.1μm以下，调整为较佳者，第3氮化物半导体层的膜厚在500埃以下，最佳者在200埃以下。此第3氮化物半导体层虽未特别限定其膜存下限，但最好调整在10埃以上。在第3氮化物半导体层为非超格式结构的非掺杂单层情形下，电阻率通常高达 $1 \times 10^{-1} \Omega \text{cm}$ 以上，所以此层生长大于0.1μm的膜存，相反地，Vf即有难以降低的倾向。此外，若此第3氮化物半导体层未掺杂，由于氮化物半导体层的结晶性变佳，其上部所生长活性层的结晶性亦变佳而提

高输出。

形成上述超格子结构的 N 型接触层可具有 $3 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 以上的载流子浓度，若考虑此层移动性，电阻率为不满 $8 \times 10^{-3}\Omega\text{cm}$ 。已往的 N 型接触层的电阻率虽以 $8 \times 10^{-3}\Omega\text{cm}$ 以下，较佳者在 $4 \times 10^{-3}\Omega\text{cm}$ 以下。虽未特别限定其下限，但最好调整在 $1 \times 10^{-5}\Omega\text{cm}$ 以上。若电阻较下限值低，杂质即会过多而有氮化物半导体结晶性恶化的倾向。

图式的简单说明。

图 1 表示与本发明一实施例有关的 LED 元件结构的模式剖视图。

图 2 表示与本发明另一实施例有关的 LD 元件结构的模式剖视图。

图号对照说明

1 基板	缓冲层
3 第 1 氮化物半导体层	4 第 2 氮化物半导体层
5 第 3 氮化物半导体层	6 活性层
7 P 侧包层	8 P 侧接触层
9 P 电极	10 P 焊接压电极
11 N 电极	12 绝缘膜
20 基板	21 缓冲层
22 第 1 氮化物半导体层	23 第 2 氮化物半导体层
24 第 3 氮化物半导体层	25 N 侧包层
26 N 侧光导层	27 活性层
28 P 侧间隙层	29 P 侧光层层
30 P 侧包层	31 P 侧接触层
32 P 电极	33 P 焊接区电极
34 N 电极	35 绝缘膜

发明详细说明

实施形态 1

本发明第 1 发明的发光元器件具有至少在活性层与基板之间具有 3 层结构的氮化物半导体层。首先，第 1 氮化物半导体层为了结晶性极佳地生长

含 N 型杂质的第 2 氮化物半导体层，而不掺杂。此层若刻意掺杂，结晶性即会恶化，难以结晶性极佳地生长。接着，第 2 氮化物半导体层掺有 N 型杂质，用来作为接触层以形成电阻率降低、载流子浓度高的 N 电阻。因此，第 2 氮化物半导体的电阻率最好小到仅可与 N 电极材料电阻接触的程度，最好不满 $8 \times 10^{-3} \Omega \text{cm}$ 。接着，第 3 氮化物半导体层也非掺杂。此层不掺杂，电阻率小、载流子浓度大的第 2 氮化物半导体层的结晶性也不甚佳。若于其上直接生长活性层、包层等，由在这种等层也会恶化，故于其间介以非掺杂的结晶性良好第 3 氮化物半导体，用来作为活性层生长前的缓冲层。进一步将电阻率较高的非掺杂层介于活性层与第 2 氮化物半导体层之间，即可藉此防止元器件漏电，提高逆向的耐压。此外，第二氮化物半导体层的载流子浓度大于 $3 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 。虽然以第 4 族元素作为 N 型杂质，但宜使用 Si 或 Ge，较佳者为 Si。

就本发明第 1 氮化物半导体发光元器件而言，由于活性层与基板间的非掺杂第 1 氮化物半导体层可生长以维持 N 型杂质掺杂的第 2 氮化物半导体层的结晶性，故接着掺有 N 型杂质的第 2 氮化物半导体层可生长结晶性良好的厚膜。进一步掺杂的 N 型杂质掺杂的第 3 氮化物半导体成为生长在这种层上的氮化物半导体层的结晶性良好的底层。因此，第 2 氮化物半导体层的电阻率可降低，由于载流子浓度提高，故可实现效率极佳的氮化物半导体元器件。如此，根据本发明，由于可实现阈值低的发光元器件，故可提供元器件发热量也变少，信赖度提高的元器件。

实施形态 2

本发明第 2 发光元器件于活性层与基板之间具有作为 N 型接触层的氮化物半导体超格子层，此超格子层具有第 1 面及第 2 面，为了使超格子层在第 1 面上结晶性良好地生长，具有非掺杂或 N 型杂质浓度较第 2 氮化物半导体层少的第 1 氮化物半导体层，此第 1 氮化物半导体层最好为非掺杂，由于第 2 氮化物半导体层为超格子结构，故亦可掺杂较第 2 氮化物半导体层少的 N 型杂质。虽以第 4 族元素作为 N 型杂质，但较佳者为 Si 或 Ge 最佳者是使用 Si。

接着，若 N 型接触层为超格子结构，由于构成此超格子层的氮化物半导体层的各膜厚在弹性临界膜厚以下，故可生长结晶缺陷极少的氮化物半导体。另外，由于可藉此超格子层使自基板通过第 1 氮化物半导体层而发生的

结晶缺陷受到某种程度的抑制，故可增进超格子层上所生长第 3 氮化物半导体层的结晶性。就值得一提的作用而言，是类似于 HEMT 的效果。

此超格子层最好是具有超格子结构，由带隙能量大的氮化物半导体层与带隙能量较此带隙能量大的氮化物半导体层小的氮化物半导体层层的膜厚宣调整在 100 埃以下较佳者在 70 埃以下，最佳者在 10~40 埃以下。若大于 1100 埃，带隙能量大的氮化物半导体层及带隙能量小的氮化物半导体层即会变成在弹性倾斜界限以上的膜厚，而有微少裂缝或结晶缺陷易于深入膜中的倾向。带隙能量大的氮化物半导体层、带隙能量小的氮化物半导体层的下限虽未特别限定，但宜在一原子层以上，最好如前述，在 10 埃以上。此外，带隙能量大的氮化物半导体层至少是含 Al 的氮化物半导体，最好是生长 $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < x \leq 1$) 者。另一方面，带隙能量小的氮化物半导体但宜为带隙能量较带隙能量大的氮化物半导体小的氮化物半导体，但最好是 $Al_yGa_{1-y}N$ ($0 \leq y < 1, x > y$)， $In_zGa_{1-z}N$ ($0 \leq z < 1$) 的 2 元混晶，3 元混晶的氮化物半导体易于生长，此外，易于获得结晶性良好特性。其中尤佳者是带隙能量大的氮化物半导体为实质上不含 In、Ga 的 $Al_{1-x}N$ ($0 < x < 1$)，带隙能量小的氮化物半导体为实质上不含 Al 的 $In_zGa_{1-z}N$ ($0 \leq z < 1$)，其中就获得结晶性良好的超格子而言，最好为 Al 混晶比 (Y 值) 在 0.3 以下的 $Al_xGa_{1-x}N$ ($0 < x \leq 0.3$) 与 GaN 的组合。

在第 2 氮化物半导体层形成包层用来作为光封闭层情形下，有必要生长带隙能量较活性层的井层大的氮化物半导体。带隙能量大的氮化物半导体层是 Al 混晶比高的氮化物半导体。已往的在使混晶比高的生长厚膜时，由于裂缝易于深入，故结晶生长甚为困难。但本发明若为超格子层，即使构成超格子层的单一层为 Al 混晶比略高的层，由于生长弹性临界膜厚以下的膜厚，故裂缝难以深入。因此，借助于 Al 混晶比高的层可结晶性良好地生长，提高光封闭、载波子封闭效率，激光元器件可降低阈值电压，LD 元器件可降低 Vf (正向电压)。

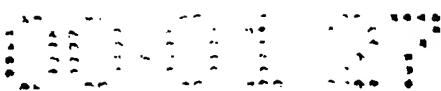
此外，此第 2 氮化物半导体层的带隙能量大的氮化物半导体层与带隙能量小的氮化物半导体层的 N 型杂质浓度最好不同。由在这种即所谓异常掺杂，故在一方的层的 N 型杂质浓度小，最好是不掺有杂质状态(非掺杂)状态下，若另一方高浓度掺杂，即可降低阈值电压、Vf 等。由于杂质浓度低的层存在于超络子层中，故此层移动度变大，由于杂质浓度高的层同时存在，

故可在载流子浓度极高下形成超格子层。即，由于杂质浓度低移动度高的层以及杂质浓度高载流子浓度高的层同时存在，故载流子浓度大移动度亦大的层形成包层，由在这种推知阈值电压， V_f 降低。

在带隙能量大的氮化物半导体层中掺杂高浓度杂质情形下，由在这种异常掺杂，故可在高杂质浓度层与低杂质浓度层之间产生 2 维电子云，经推测，在此电子云影响下，电阻率会降低。例如，就 N 型杂质掺杂的带隙能量大的氮化物半导体层与带隙能量小的非掺杂氮化物半导体层层叠而成的超格子层而言，阻挡层侧会在 N 型杂质添加层与非掺杂层的异质接合界面空乏化，而电子(2 维电子云)会蓄积在带隙能量小的层侧厚度前后界面上。由在这种 2 维电子云出现在带隙能量小的一侧，故电子行进时不受杂质散乱影响，因此，超格子的电子移动度提高，电阻率降低。此外，经推测，P 侧异常掺杂也同样受 2 维空云的影响。在 P 层情形下，AlGaN 与 GaN 相比，电阻率较高。由于 AlGaN 侧借助于掺杂 P 型杂质降低电阻率。故在制作超格子层的实质电阻率降低的元器件情形下，经推测，阈值有降低的倾向。

另一方面，在间隙能量小的氮化物半导体层中掺杂高浓度杂质情形下，经推测有以下作用。例如在 AlGaN 层与 GaN 层中掺杂同量 Mg 情形下，AlGaN 层的 Mg 受主位准深度大，活性化率小。另一方面，GaN 层的受主位准深度较 AlGaN 层浅，Mg 的活性化率高。例如，即使掺杂 $1(10^{20}/\text{cm}^3)$ 的 Mg，相对于 GaN 为 $(10^{17}/\text{cm}^3)$ 程度的载流子浓度，AlGaN 无法得 $1(10^{17}/\text{cm}^3)$ 程度的载流子浓度。因此，本发明以 AlGaN/GaN 作为超格子，借助于在可获得高载流子浓度的 GaN 层上掺杂极多杂质，获得高载流子浓度的超格子。由于作成超格子，故在隧道效应下，载流子沿杂质浓度少的 AlGaN 层移动，实质上，载流子不受 AlGaN 层作用，AlGaN 层用来作为带隙能量高的包层。因此，即使带隙能量小的氮化物半导体中掺有极多杂质，在降低激光元器件、LED 元器件的阈值上亦极具效果。此外，本说明书虽就 P 型层侧形成超格子的例子加以说明，但在 N 层侧形成超格子的情形下，亦具有相同的效果。

在带隙能量大的氮化物半导体层掺杂极多杂质情形下，带隙能量大的氮化物半导体层上的掺杂量宜调整在 $1(10^{17}/\text{cm}^3) \sim (10^{20}/\text{cm}^3)$ ，较佳者在 $(10^{18}/\text{cm}^3) \sim 5(10^{19}/\text{cm}^3)$ 范围。若小于 $1(10^{17}/\text{cm}^3)$ ，与带隙能量小的氮化物半导体层的差便会变少。而有无法获得载流子浓度大的层的倾向。此外，较 $1(10^{20}/\text{cm}^3)$ 大的话，便包含元器件本身漏电易于增多的倾向。另一方面，带



隙能量小的氮化物半导体层的 N 型杂质浓度宜较 Al 大的氮化物半导体层少，较佳者少 1/10 以上。最好为非掺杂，如此即可获得移动度最高的层，由于膜存薄，有自带隙能量大的氮化物半导体侧扩散的 N 型杂质，故此量亦宜在 $(10^{19}/\text{cm}^3)$ 以下。选择 Si、Ge、Se、S、O 等周期表的第 IVB、VIB 族元素来作为 N 型杂质，最好以 Si、Ge、S 为 N 型杂质。此作用在带隙能量大的氮化物半导体层掺杂极少 N 型杂质，以及带隙能量小的氮化物半导体层掺杂极多 N 型杂质情形下均相同。以上虽就最好异常掺杂杂质于超子层的情形加以说明，但亦可使带隙能量大的氮化物半导体与带隙能量小的氮化物半导体层的杂质浓度相等。

此外，在构成超格子的氮化物半导体中，杂质浓度高的掺杂层最好相对于厚度方向，令半导体层中心部位近旁的杂质浓度大，两端部件旁的杂质浓度小（最好非掺杂）。具体地说，例如在以掺杂 Si 的 N 型杂质之 AlGaN 与非掺杂 GaN 层形成超格子层情形下，虽然 AlGaN 由于掺杂 Si 而以电子作为施主离开导带，但电子会落在电位低的 GaN 导带上。由于 GaN 结晶中不掺杂施主掺质，故不因杂质而受载波子的散乱影响。因此，电子易于在 GaN 结晶中移动，实质上提高电子移动度。这与前述 2 维电子云的效果类似，电子横向的实质移动度提高，电阻率变小。此外，若高浓度掺杂于带隙能量大的 AlGaN 中心领域，效率即会变大。即，借助于电子移动于 GaN 中，也多少会受 AlGaN 中所含 N 型杂质离子（此情形为 Si）的散乱影响。但由于相对于 AlGaN 层的厚度方向，二端部若不掺杂，即难以受 Si 散乱影响，故可进一步提高非掺杂 GaN 层的移动度。此外，作用虽有些不同，但亦具有类似于 P 侧层构成超格子的情形的效果，最好于带隙能量大的氮化物半导体层中心领域掺杂极多 P 型杂质，于二端掺杂极少或不掺杂。另一方面，虽可以在带隙能量小的氮化物半导体层掺杂极多杂质的层作为前述杂质浓度的构成，但在带隙能量小的层掺杂极多杂质作成的超格子包含效果减少的倾向。

此外，本发明元器件也不掺杂第 3 氮化物半导体层，或以其作为掺杂质浓度第 2 氮化物半导体层少的层。此层的 N 型杂质浓度小，若直接在超格子层的最上层上生长含有极多杂质的第 3 氮化物半导体层，由在这种层的结晶性有恶化的倾向，故为了使第 3 氮化物半导体层结晶性良好的生长，使 N 型杂质浓度小，最好不掺杂。第 3 氮化物半导体层的组成虽不用说，最好为 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 1$)，但借助于生长 $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ ($0 \leq x \leq 0.5$)，用来作为第 3 氮

化物半导体上所生长层的缓冲层，即易于自第 3 氮化物半导体层生长上层，此外借助于非掺杂单层的电阻率高的层介于活性层与第 2 氮化物半导体之间，可防止元器件漏电，提高逆向耐压。

(实施例 1) 超格子结构 LED

非掺杂 GaN/Si 掺杂 GaN(B)/掺杂 GaN(A)/非掺杂 GaN

图 1 表示与本发明实施形态 2 的一实施例有关的 LED 元器件结构的模式剖视图，现根据该图说明本发明元器件的制造方法。

将蓝宝石(面)制基板 1 置于反应容器内，充分更换容器内的氢后，令氢流出，使基板温度上升至 1050℃，进行基板清洗。基板上蓝宝石 C 面外，可使用作为主面 R 面、A 面的蓝宝石，在尖晶石($MgAl_2O_4$)等绝缘性基板外，使用 SiC(6H、4H、3C)、Si、ZnO、GaAs、GaN 等半导体基板。

(缓冲层 2)

接着温度下降至 510℃，使用掺氢载流子气体，掺氮原料气体与 TMG(三甲基镓)，于基板上生长 200 埃厚的 GaN 制缓冲层。

(第 1 氮化物半导体层 3)

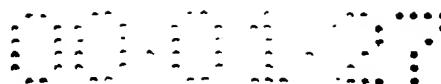
缓冲层 2 生长后，仅关掉 TMG，温度上升至 1050℃。达到 1050℃，即使用相掺 TMG 原料气体、氨，生长 5(μm 膜厚的非掺杂 GaN 制第 1 氮化物半导体层 3。第 1 氮化物半导体层在较缓冲层高温下，例如在 900℃~1100℃下生长，可以 $In_xAl_yGa_{1-x-y}N$ ($0 \leq X, 0 \leq Y, X+Y \leq 1$) 构成。此组成不用说较佳者为 GaN，若为 X 值在 0.2 以下的 $Al_xGa_{1-x}N$ ，即易于获得结晶缺陷少的氮化物半导体层。此外，膜厚不用说，生长较缓冲层厚的厚膜，通常生长 0.1(μm 以上的膜厚。此层作为非掺杂层虽接近纯半导体，电阻率大于 0.2，但亦可掺杂较第 2 氮化物半导体层少的 SiG 等 N 型杂质而作成电阻率降低的层。

(第 2 氮化物半导体层 4)

接着在 1050℃下，使用 TMG、氮，生长 20 埃膜厚的非掺杂 GaN 层。接着以相同温度，追加 Si 气，生长 20 埃膜厚的 $1(10^{18}/cm^3)Si$ 掺杂 GaN。如此即成对生长 20 埃非掺杂 GaN 层所形成的 A 层与具有 Si 掺杂 GaN 层的 20 埃 B 层。层叠此对 250 层，使其厚达 $1\mu m$ ，生长超格式子结构所形成的第氮化物半导体层 4。

(第 3 氮化物半导体层 4)

接着，仅关掉 Si 气，同样在 1050℃下生长 100 埃膜厚的非掺杂 GaN 制



第3氮化物半导体层5。此第3氮化物半导体层亦可以 $In_xAl_yGa_{1-x-y}N$ ($0 \leq X, 0 \leq Y, X+Y \leq 1$)构成。此构成不用说，最好为GaN，若为X值在0.2以下的 $Al_xGa_{1-x}N$ 或Y值在0.1以下的 $In_yGa_{1-y}N$ ，即易于获得结晶缺陷少的氮化物半导体层。若生长InGaN，即可于其上生长含Al氮化物半导体中。

(活性层 6)

接着，令温度为800℃，将载流子气体换成氮，使用TMG、TMI(三甲基铟)、氨、形成30埃膜厚的非掺杂 $In_{0.6}Ga_{0.6}N$ 层，使具有单一量子井结构的活性层生长。此外，此层最好为具有InGaN所形成井层的多重量子井结构。

(P侧包层 7)

接着，提高温度至1050℃，使用TMG、TMA、氨、Cp2Mg(茂基镁)，生长 $0.1\mu m$ 膜厚的 $1(10^{20}/cm^3)Mg$ 掺杂P型 $Al_{0.1}Ga_{0.9}N$ 制P侧包层7。此层用来作为载流子封闭层，使含Al氮化物半导体，最好是 $Al_yGa_{1-y}N(0 < Y < 1)$ 生长，为了生长结晶性良好的层，最好生长 $0.5\mu m$ 以及膜厚的Y值0.3以下的 $Al_yGa_{1-y}N$ 层。

此外，P侧包层7也可为超格子层，除超格子层于P侧层外，最好阈值降低。但不特别限于超格子层形成于P侧层的层。

(P侧接触层 8)

接着，在1050℃下，使用TMG、氨、C₂Mg，使 $1(10^{20}/cm^3)Mg$ 掺杂P型GaN制P侧接触层8生长 $0.1\mu m$ 膜厚。P侧接触层8也可以 $In_xAl_yGa_{1-x-y}N(0 \leq X, 0 \leq Y, X+Y \leq 1)$ 构成。此组成不用说，最好为GaN，如此即易于获得结晶缺陷少的氮化物半导体层，并可与P电极材料作极佳电阻接触。

反应结束后，温度降至室温，进一步于惰性气体中，在反应容器内，以700℃对薄片进行热熔，使P型层进一步低电阻化。

热熔后，自反应容器将薄片取出，于最上层的P侧接触层8的表面上形成预定形状的屏蔽，以RIE(反应性离子蚀刻)，如图1所示，使第2氮化物半导体层4的表面露出。

蚀刻后，于最上层的P侧接触层的大致全部表面上，形成200埃膜厚的含Ni与Au透光性电极9，并在此P侧电极9上形成 $0.5\mu m$ 膜厚的焊接用Au所形成的P焊接区电极10。另一方面，在借助于蚀刻露出的第2氮化物半导体层4表面上形成含Al的电极11。最后，在为了保证P电极9表面而如图1所示形成 SiO_2 制绝缘膜12后，借助于划割，使晶圆分离而作成350

μm 方块的 LED 元器件。

此 LED 元器件于正向电压 20mA 中，显示 520nm 的纯绿色发光，与蓝宝石上依 GaN 制缓冲层、Si 掺杂 GaN 制 N 侧接触层、单一量子井的 InGaN 制活性侧、Mg 掺杂 AlGaN 制 p 侧包层、Mg 掺杂 GaN 制 p 侧接触层顺序层叠而成的已往的 LED 绿色发光 LED 比较，于 20mA 中可降低 0.2~0.4V 的 V_f ，输出可提高 40%~50%。此外，静电耐压与已往的 LED 比较为其 5 倍以上。

(实施例 2) 超格子结构 LED

Si 掺杂 GaN/Si 掺杂 GaN(B)/非掺杂 GaN(A)/Si 掺杂 GaN

在实施例 1 中生长第 1 氮化物半导体层 3 时，生长 3 μm 膜厚的 $1(10^{17}/\text{cm}^3\text{Si})$ 掺杂 GaN，进一步在生长第 3 氮化物半导体层 5 时，除形成 $1(10^{17}/\text{cm}^3\text{Si})$ 掺杂 GaN 外，与实施例 1 同样制作 LED 元器件，结果，与实施全例相较，输出虽降低 10%，但获得 V_f 静电耐压特征性大致相同的 LED。

(实施例 3) 超格子结构

非掺杂 GaN/Si 掺杂 GaN/非掺杂 InGaN/非掺杂 GaN

于实施例 1 中，在生长第 2 氮化物半导体时，除如以下形成外，与实施例 1 相同。

即，在 1050°C 下，使用 TMG、氨及 Si 气，生长 25 埃的 $10 \times 10^{19}/\text{cm}^3\text{Si}$ °C 下使用 TM2、TMG 及氨，生长 75 μm 非掺杂 InGaN。如此，Si 杂 GaN 层形成的 A 层为 25 埃，非掺杂 InGaN 制 B 层为 75 埃而交互层叠 100 层，形成总膜存 2 μm 的超格子结构形成的第 2 化物半导体层。

如以上制成的实施例 3 的超格子结构 LED 具有与实施例 1 相同的性能。

(实施例 4) 超格子结构 LED

非掺杂 GaN/Si 掺杂 AlGaN/非掺杂 GaN

于实施例 1 中成第 2 氮化物半导体 4 时，并互层叠 40 埃非掺杂 GaN 层所形成的 A 层与 60 埃的均掺杂 $10 \times 10^{18}/\text{cm}^3\text{Si}$ 的 $\text{Al}_{0.1}\text{Ga}_{0.9}\text{N}$ 层 N 层，制得总膜厚 3 μm 的超格子结构以外相同的 LED 元器件，可制得具有与实施例 2 大致等特性的 LED 元器件。

(实施例 5) 超格子结构

非掺杂 InGaN/Si 掺杂 GaN(B)/非掺杂 GaN(A)/非掺杂 GaN

图 2 表示与本发明另一实施例有关的激光元器件结构的模式剖视图，是沿平行于激光共射面切断元器件时的图。以下根据此图对实施例 4 进行说

明。

与实施例 1 相同，在蓝宝石(C 面)制基本 20 上生长 200 埃 GaN 制缓冲层 21、 $5\mu\text{m}$ 非掺杂 GaN 制第 1 氮化物半导体层 22、20 埃非掺杂 GaN 层 A 层、20 埃 Si 掺杂 GaN 制 B 层所层叠总膜厚 $3\mu\text{m}$ 的超格子结构所形成的第 2 氮化物半导体层 23(第 2 氮化物半导体层 4 的构成与实施例 1 相同)。

此外，在蓝宝石基板之外，与基板上蓝宝石氮化物半导体不同材料所制成的基板上，生长第 1GaN 层，在这种第 1GaN 层上， SiO_2 等局部形成氮化物半导体难以生长于表面上的保护膜，进一步通过此保护膜，于前经 1GaN 层上生长第 2 GaN，于 SiO_2 上横向生长第 2 GaN，横向连接第 2 GaN 层而使用第 2 GaN 层为基板作成的氮化物半导体基板，如此，在增进氮化物半导体的结晶性上极佳。在以此氮化物半导体基板为基板情形下，并无特别生长缓冲层的必要。

(第 3 氮化物半导体层 24)

接着，令温度为 800°C ，使用 TMI、TMG、氨，生长 500 埃膜存的非掺杂 $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 所形成的第 3 氮化物半导体层。

(N 侧包层 25)

接着，令温度为 1050°C ，交互层叠 200 层的 20 埃的 $10 \times 10^{19}/\text{cm}^3\text{S I}$ 掺杂型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 层、20 埃非掺杂 GaN 层，形成总膜厚 $0.8\mu\text{m}$ 的超格子结构。N 侧侧包层 254 用来作为载流子封闭层及光封闭层，宜作成含 Al 氮化物半导体，最好为含 AlGaN 的超格子层，超格子层全体膜存宜生长 100 埃以下，较佳者 500 埃以上， $2\mu\text{m}$ 以下。此外，使 N 侧包层中央部位的杂质浓度大，二端部杂质浓度小，

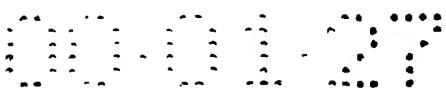
(N 侧光层层 26)

接着，生长 $0.1\mu\text{m}$ 膜厚的 $5 \times 10^{17}/\text{cm}^3\text{Si}$ 掺杂 N 型 GaN 制 N 侧光导层。此 N 侧光导层用来作为活性层的光层层，最好生长 GaN，InGaN 一般宜生长 100 埃- $5\mu\text{m}$ ，较佳者 200 埃- $1\mu\text{m}$ 膜厚。此 N 侧光层 5 虽然一般为掺杂 Si、Ge 等 N 型杂质的 N 型导电型，但亦可物地不掺杂。

(活性层 27)

接着，在 800°C 下，生长总膜厚 175 埃的多重量子井结构(MQW)的活性层 27，此量子井结构由 25 埃的非掺杂 $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 所形成。

(P 侧间隙层 28)



接着，在1050℃下，使隙能量较P侧光层层8大，并较活性层6大，生长300埃膜厚的掺杂 $1\times 10^{20}/\text{cm}^3\text{Mg}$ 的P型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 制P侧间隙层28。此P侧间隙层28虽有掺杂P型杂质的层，但由于膜存极薄，故可为掺杂N型杂质而补偿载流子的i型，或非掺杂，但最好为P型杂质掺杂层。P侧间隙层28膜厚宜调整在0.1μm以下，较佳者在500埃以下，最好在300埃以下。若生长大于0.1μm的膜存，裂缝即容易深入P型间隙层28中，其原因为结晶性良好的氮化物半导体层难以生长。Al组成比大的AlGaN越薄，LD元器件即越容易振荡。例如，若为Y值在0.2μm以上的 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ，最好调整在500埃以下。P侧间隙层76的膜存下限虽无特别限定，但最好形成10埃以上的膜厚。

(P侧光导层 29)

接着，生长0.1μm膜存的带隙能量较P侧间隙层28小，掺杂 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3\text{SMg}$ 的P型GaN制P侧光导层。此层用来作为活性层的光导层，最好N侧光层层26同样以GaN、InGaN生长。此外此层亦可用来作为生长P侧包层30时的缓冲层，借助于生长宜为100埃~5μm，较佳者为200埃~1μm的膜存，最好用来作为光导层，此P侧光导层虽为掺杂Mg等P型杂质的P型导电型，但不掺有杂质尤佳。

(P侧包层 30)

接着，生长由掺杂 $1\times 10^{20}/\text{cm}^3\text{Mg}$ 的20埃 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 层与掺杂 $1\times 10^{19}/\text{cm}^3\text{Mg}$ 的20埃P型GaN层交互层叠为总膜存0.8μm的超格子层所形成的P侧包层30。此层与N侧包层25同样用来作为封闭层，借助于超格子结构，用来作为使P型层侧电阻率降低的层。此P侧包层30的膜厚虽未特别限定，但宜在100埃以上，2μm以上，较佳者在500埃以上，1μm以下生长。可使此P侧包层的中央部的杂质浓度大，亦可使二端部的杂质浓度变小。

(P侧接触层 31)

最好，生长150埃膜存的掺杂 $2\times 10^{20}/\text{cm}^3\text{Mg}$ 的P型GaN制P侧接触层10。P侧接触层若调整在500埃以下，较佳者在400埃以下，最佳者在20埃上，由于P层电阻变小，故在降低阈值电压上极为有利。

反应结束后，于反应容器内，在氮气中，700℃下，进行薄片热焙，使P层进一步低电阻化。热焙后，自反应容器取出薄片，如图2所示，藉RIE所示，藉RIE对最上层的P侧接触层与P侧包层30蚀刻，形成40μm带宽



的脊部形状。

脊部形成后，图 2 所示，以脊形带为中心，对此脊形带二侧露出的 P 侧包层 30 蚀刻，使形成 N 电极 11 的第 2 氮化物光导层 23 的表面露出，以此露出面为杂质浓度大的超格子层。

接着，于脊部全部表面上形成 Ni/Au 制 P 电极 32。接着如图 2 所示，于除去 P 电极 32 的 P 侧包层、P 侧接触层 31 表面上形成 SiO₂ 制绝缘膜 35，并形成通过此绝缘膜 35 与 P 电极 32 电气连接的 P 垫片电极。另一方面在前端露出的 N 侧接触层 4 的表面上形成 W 与 Al 制 N 电极。

电极形成后，在研磨薄片蓝宝石基板内面，使其成 50μm 的厚度，于蓝宝石的 M 面切开薄片，制成以此初开面为共振面的片段。另一方面，在与带状电极平行位置割划此片段，使其分雄，作成激光元器件。此激光元器件形状如图 2 所示。在室温下使此激光元器件激光振荡，结果，与已往的连续振荡 37 小时的氮化物半导体激光元器件相比，发现，阈值电流密度降至接近 2.0kA/cm²，阈值电压亦接近 4V，寿命提高到 500 小时以上。

(实施例 6) 超格子结构 LED

非掺杂 GaN/非掺杂 AlGaN/Si 掺杂 GaN/非掺杂 GaN

于实施例 1 中，第 2 氮化物半导体层生长时，生长 20 埃的掺杂 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3\text{Si}$ 的 GaN 层，以及 20 埃的非掺杂 Al_{0.10}Ga_{0.90}N 层，使此对生长 250 次，生长由总膜存 1.0 μm(10000 埃)超格子结构所形成的第 2 氮化物半导体层 4 的其他实例与实施例 1 一样进行，可获得大致与实施例 1 相同良好的效果。

如前所述，本发明氮化物半导体元器件借助于层叠非掺杂或掺杂浓度小的第 1 氮化物半导体层、杂质同浓度大的超格子层所形成的第 2 氮化物半导体层、非掺杂或杂质浓度小的第 3 氮化物半导体层，即可获得 V_f 低的 LED，低阈值的激光元器件。复由于第 2 氮化物半导体层的电阻率小，撤 N 电极与第 2 氮化物半导体层容易电阻接触，V_f 等会降低。此外，，本说明书虽就 LED、激光元器件加以说明，但本发明可适用于感光元器件，太阳电池以外使用氮化物半导体输出的功率器等，使用氮化物半导体的所有元器件上。

(实施例 7) 三层层叠结构 LED

非掺杂 GaN/Si 掺杂 N 型 GaN/非掺杂 GaN

由于本发明实施形态，之一 LED 元器件实施例除作成 N 型接触层的构

成超格子结构三层层叠结构与图 1 所示实施例 1 同样制造，虽仅就 N 型接触层（三层层叠结构）加以说明。

（第 1 氮化物半导体层）

与实施例 1 相同生长缓冲层 2 后，仅关掉 TMG，使温度上升至 1050℃。若达到 1050℃，即同样使用 TMG、氮气为原料气体，生长 1.5 μm 膜厚的非掺杂 GaN 所形成的第 1 氮化物半导体层 3。第 1 氮化物半导体层在较缓冲层高温，例如 900℃~1100℃下生长，可以 $In_xAl_yGa_{1-x-y}N$ ($0 \leq X, 0 \leq Y, X+Y \leq 1$) 构成，此组成不用说，最好为 GaN，若为 X 值在 0.2 以下的 $Al_xGa_{1-x}N$ ，即可易于获得结晶缺陷极少的氮化物半导体层。此外，膜厚不管如何，生长较缓冲层厚的膜厚，一般生长 0.1 以上 20 μm 以下的膜存，此层由于作为非掺杂层，故接近纯半导体，电阻率大于 $0.1\Omega\text{cm}$ 。此外，由于是在较上述缓冲层高的温度下生长的层，故即使未掺杂，亦与上述缓冲层有别。

（第 2 氮化物半导体层 4）

接着，在 1050℃下，使用 TMG、氮气、掺有杂质气体的硅烷气体，生长 3 μm 膜厚的 Si 掺杂 GaN 层。此第 2 氮化物半导体层 4 亦可以 $In_xAl_yGa_{1-x-y}N$ ($0 \leq X, 0 \leq Y, X+Y \leq 1$) 构成，此组成不用说，最好为 GaN，若为 X 值 0.2 以下的 $Al_xGa_{1-x}N$ 或 Y 值在 0.1 以下的 $In_yGa_{1-y}N$ ，即易于获得结晶缺陷少的氮化物半导体层。此外，膜存不用说，由于形成 N 电极，最好生长一般在 0.1 以上 20 μm 以下的膜存。此外，若不作为元器件结构，使用别的蓝宝石基板，同样生长 GaN，载流子浓度即为 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ ，电阻率为 $5 \times 10^{-3}\Omega\text{cm}$ 。

（第 3 氮化物半导体层 5）

接着，仅关掉 TMG，同样于 1050℃形成 0.15 μm 膜厚的非掺杂 GaM 形成的第 3 氮化物半导体层。此第 3 氮化物半导体层 5 亦可以 $In_xAl_yGa_{1-x-y}N$ ($0 \leq X, 0 \leq Y, X+Y \leq 1$) 构成。此组成不用说，最好为 GaN，若为 X 值在 0.2 以下的 $Al_xGa_{1-x}N$ 或 Y 值在 0.1 以下的 $In_yGa_{1-y}N$ ，即可地获得结晶缺陷少的氮化物半导体层。若生长 InGaN，在生长含 Al 氮化物半导体于其上情形下，可防止裂缝深入含 Al 氮化物半导体层。此外在以单一氮化物半导体层长第 2 氮化物半导体层情形下，最好第 1 氮化物半导体层、第 2 氮化物半导体层、第 3 氮化物半导体层生长同一组成的氮化物半导体，特别是 GaN。

此 LED 元器件于正向电压 20mA 中，显示发出 520nm 纯绿色光，与依由 GaN 型成于蓝石基板上的缓冲层，Si 掺杂 GaN 所形成的 N 侧接触层、单一量

子进结构的 InGaN 所形成的活性层、Mg 掺杂 AlGaN，形成的包层、Mg 掺杂 GaN 型成的 P 侧接触层顺序层叠的已往的绿色发光 LED 比较，可于 20mA 中将 Vf 降低 0.1~0.2V，将输出提高 5%~10%。

(实施例 8) 三层层叠结构 LD

非掺杂 $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}/\text{Si}$ 掺杂 N 型 GaN/非掺杂 GaN

本发明实施形态 1 之一 LD 元器件实施例由于除 N 型接触层的构成之外与图 2(沿平行于激光共振面的方向切断元器件的图)所示实施例 4 同样制造，故仅就 N 型接触层加以说明。

与实施例 1 相同，于蓝宝石(C 面)制基板 20 上，生长 200 埃的 GaN 制缓冲层，温度上升至 1020℃，在 1020℃下，生长 5 μm 非掺杂 GaN 制第 1 氮化物半导体层 22。

接着，于 1020℃下，使用掺有杂质气体的硅烷气体，生长 Si 掺杂 N 型 GaN 所形成的第 2 氮化物半导体层 23。其电阻率亦为 $5 \times 10^{-3} \Omega \text{cm}$ 。

(第 3 氮化物半导体层 24)

接着，令温度为 800℃，使用 TMI、TMG、氨，生长 500 埃厚的非掺杂 $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 制第 3 氮化物半导体层。

(N 侧包层 25)

接着，令温度为 1020℃，将 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ Si 掺杂 N 型 $\text{Al}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 层生长为 40 埃，并将非掺杂 GaN 层生长 40 埃，交互层叠 40 层作成超格子结构。此 N 侧包层用来作为载流子封闭层及光封闭层。

(N 侧光导体 26)

接着，生长 0.2 μm 膜存的 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ Si 掺杂 N 型 GaN 制 N 侧光导层 26。以 N 侧光导体 26 用来作为活性层的光导层，宜生长 GaN、InGaN，一般生长 100 埃~5 μm，较佳者生长 200 埃~1 μm 的膜厚。此 N 侧光导层 5 亦可不掺杂。

(活性层 27)

接着，于 800℃，使 Si 掺杂 $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{N}$ 型成的井层生长 25 埃膜厚。接着，仅变化 TMI 的摩尔比，生长 50 埃膜厚的 Si 掺杂 $\text{In}_{0.01}\text{Ga}_{0.99}\text{N}$ 所形成的阻挡层。此操作反复进行 2 次，最好层叠井层而作成多量子井结构(MQW)。

(P 侧间隙层 28)

接着，于 1020℃下，使用 TMG、RTMA，氨，Cp2Mg，生长 300 埃膜厚的

带隙能量较活性层大的 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3\text{Mg}$ 掺杂 P 型 $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{N}$ 所形成的 P 侧间隙层 28。此 P 侧间隙层 28 虽为 P 型掺杂层，但由于膜厚极薄，故亦可为掺有 N 型杂质而补偿载流子的 i 型。P 侧间隙层 28 膜厚宜调整在 $0.1 \mu\text{m}$ 以下。若生长大于 $0.1 \mu\text{m}$ 的膜厚，裂缝即易于深入 P 型间隙层 28 中。唯有生长结晶性良好的氮化物半导体层。此外，由于隧道效应，故载流子无法通过此能量障壁。Al 的组成化大而 AlGaN 越薄，LD 元器件越容易振荡。例如，若为 Y 值在 0.2 以上的 $\text{Al}_y\text{Ga}_{1-y}\text{N}$ ，最好调整在 500 埃以下。P 侧间隙层 28 的膜厚下限虽未特别限定，但与上述实施例 4 所示激光元器件相同，最好形成 10 埃以上膜厚。

(P 侧光导层)

接着，于 1020°C 生长 $0.2 \mu\text{m}$ 膜厚的 $1 \times 10^{18}/\text{cm}^3\text{Mg}$ 掺杂 P 型 GaN 制 P 侧光导层。此层与 N 侧光导层 26 相同，用来作为活性层的光导层，宜以 GaN、InGaN 生长，宜生长 100 埃～ $5 \mu\text{m}$ ，较佳者 200 埃～ $1 \mu\text{m}$ 膜存。此 P 侧光导层虽为一般掺杂 Mg 等 P 型杂质的 P 型导电型，但亦可特别是不掺杂者。

(P 侧包层 30)

接着，于 1020°C 生长 40 埃的 $1 \times 10^{20}/\text{cm}^3\text{Mg}$ 掺杂 $\text{Al}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{N}$ 层与 40 埃非掺杂 P 型 GaN 层并互层叠 40 层所形成超格子层作成的 P 侧包层 30。此层与 N 侧包层 25 同样用来作为载流子封闭层。借助于超格子结构，即有 P 型层的电阻下降，阈值易于降低的倾向。

(P 侧接触层 31)

最后生长 150 埃膜存的 $2 \times 10^{20}/\text{cm}^3\text{Mg}$ 掺杂 P 型 GaN 制 P 侧接触层 31。

反应结束后，于反应容器内，氮气中， 700°C 下，进行薄片热熔，进一步使 P 层低电阻化。热熔后，自反应容器取出薄片，如图 2 所示，藉 RIE 元器件将最上层的 P 侧接触层 31 与 P 侧包层 30 蚀刻，作成具有 $40 \mu\text{m}$ 带宽的脊部形状。借助于特别是活性层以上含 Al 氮化物半导体层的以上诸层作为脊部形状，活性层的发光集中于脊部下部，横型易于单一化，阈值易于降低。脊部形成后，形成屏蔽于脊部表面上。如图 2 所示，相对于带状脊部左右对称，易于形成 N 电极，第 2 氮化物半导体层 23 表面露出。

接着，于脊部全部表面上形成 Ni/Au 制 P 电极 32。另一方面，形成 Ti 与 Al 制 N 电极 34 于带状第 2 氮化物半导体层的大致全部表面上。大致全部表示即 80% 以上的面积。如此相对于 P 电极 32 左右对称而使第 2 氮化物半

导体层 23 露出。在阈值降低上亦极为有利。接着，于 P 电极与 N 电极间形成 SiO_2 制绝缘膜 35，形成通过由此绝缘膜 35 与 P 电极 32 电气连接的 Au 制 p 焊接区电极。

电极形成后，在研磨薄片蓝宝石基板内面成 $50\mu\text{m}$ 厚度之后，划割研磨面而沿垂直于带状电极方向切成棒状，以此切开面作成共振器。形成 SiO_2 与 TiO_2 制电介质膜于共振器表面上，最后沿平行于 P 电极方向将棒段切断作成激光元器件。将此元器件设于散热片上，于室温测试激光振荡，经确认其在室温下，阈值电流密度 5kA/cm^2 ，阈值电压 4.0V ，振荡波长 405nm 的连续振荡，显示寿命在 500 小时以上，与已往的氮化物半导体激光元器件相比，寿命提高 10 倍以上。

(实施例 9) 三层层叠结构 LED

非掺杂 $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}/\text{Si}$ 掺杂 N 型 GaN/掺杂 GaN

于实施例中，第 3 氮化物半导体层 5 生长时，令温度为 800°C ，使用 TMG、TMI、氨，生长 200 埃膜存的非掺杂 $\text{In}_{0.05}\text{Ga}_{0.95}\text{N}$ 层，此外侧与实施例 1 相同，以制得 LED 元器件，结果获得具有大部分实施例 6 特性的元器件。

此外，由于三层层叠结构重点在于提高 N 型接触层所形成第 2 氮化物半导体层的载流子浓度，作为获得结果仅能降低电阻率的接触层，故在实质上不影响第 2 氮化物半导体层的电阻率降低范围内，不会妨碍第 1 氮化物半导体层中 N 型杂质的掺杂。此外，第 2 氮化物半导体中掺杂高浓度 N 型杂质，作为在不妨碍于其上形成的 N 型包层、活性层等结晶性良好的生长下，形成第 3 氮化物半导体层，因此可知，在实质上不妨碍其目的范围内即使掺杂杂质，亦属本发明技术范围。实质上，即使 Si 在第 1 或第 3 氮化物半导体中的掺杂在 $1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ 以下，与非掺杂相比，因发现有漏电此外，输出降低些许，但经推测，并无不耐用情形(参考后述实施例 9~11)。相关现象亦发生在使用超格子结构作为 N 型接触层情形。但在上述实施例的非掺杂 InGaN/Si 掺杂 N 型 GaN 或超格子结构/非掺杂 GaN、非掺杂 GaN/Si 掺杂 N 型 GaN 或超格子结构/非掺杂 GaN 中，只要实质上不妨碍第 2 氮化物半导体层，即可将 N 型杂质掺杂于第 1 或第 3 至少其一中。

(实施例 10) 超格子结构 LRF

非掺杂 GaN/Si 掺杂 GaN/非掺杂 GaN/非掺杂 InGaN

实施例 10 的 LED 与实施例 1 相同于形成缓冲层 2 之后，在与实施例 1

相同条件下，生长 $1.5 \mu\text{m}$ 膜厚的非掺杂 GaN 层制第 1 氮化物半导体层 3。

接着，在 1050°C 下，使用 TMG、氨及 Si 气，借助于生长 $2.25 \mu\text{m}$ 的 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ Si 掺杂的 Si 掺杂 GaN 层。

并此外，在 1050°C 下，使用 TMG 及氨，生长 20 埃非掺杂 GaN 层，接着，在 800°C 下，使用 TMI、TMG 及氨，生长 $10 \mu\text{m}$ 非杂质 InGaN。如此，若非掺杂 GaN 所形成的 A 层为 20 埃，非掺杂 InGaN 所形成的 B 层为 10 埃，即交互层叠 20 层，形成总膜厚 600A 超格子结构所形成的第 3 氮化物半导体层。上述以外侧与实施例 1 一样，装成实施例 9 的 LED。

如以上制成的实施例 9 的超格子结构 LED 具有与实施例 1 相同的性能。

(实施例 11) 三层层叠结构 LED

非掺杂 GaN/Si 掺杂 N 型 GaN/Si 掺杂 GaN

于实施例 6 中，除第 1 氮化物半导体层 3 掺杂 $\text{Si} 1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ ，第 2 氮化物半导体层 GaN4 参杂 $\text{Si} 8 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ，第 3 氮化物半导体层非掺杂外，同样形成元器件，元器件多少会漏电，输出亦降低。

(实施例 12) 三层层叠结构 LED

Si 掺杂 GaN/Si 掺杂 N 型 GaN/非掺杂 GaN

于实施例 6 中，除第 3 氮化物半导体层中掺杂 $\text{Si} 1 \times 10^{17}/\text{cm}^3$ ，第 2 氮化物半导体层 GaN4 中掺杂 $\text{Si} 8 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ ，第 1 氮化物半导体层 5 非掺杂外，同样形成元器件，元器件多少会发生漏电，输出也会降低。

(实施例 13) 三层层叠结构 LED

Si 掺杂 GaN/Si 掺杂 N 型 GaN/Si 掺杂 GaN

于实施例 6 中，除第 1 及第 3 氮化物半导体层 3 与 5 中掺杂 $\text{Si} 8 \times 10^{16}/\text{cm}^3$ ，第 2 氮化物半导体层 GaN4 中掺杂 $\text{Si} 5 \times 10^{18}/\text{cm}^3$ 外，同样形成元器件，元器件虽然几乎不会漏电，但输出则降低。

(实施例 14) 超格子结构 LED

非掺杂 GaN/Si 掺杂 GaN/非掺杂 GaN(A)/Si 掺杂 GaN(A)

实施例 14 的 LED 与实施例 1 相同，于形成缓冲层之后，在与实施例 1 相同条件下，生长 $1.5 \mu\text{m}$ 的非掺杂 GaN 层制第 1 氮化物半导体层 3。

接着，在 1050°C 下，使用 TMG、氨气及 Si 气，借助于生长 $2.25 \mu\text{m}$ 的掺有 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ Si 的 Si 掺杂 GaN 层，形成第 2 氮化物半导体层 4。

接着，在 1050°C 下，使用 TMG 及氨气，生长 $75 \mu\text{m}$ 非掺杂 GaN，在相

同温度下使用 TMG、氨气及 Si 气，生长 25 埃的掺有 $1 \times 10^{19}/\text{cm}^3$ Si 的 Si 掺杂 GaN 层。如此，若非掺杂 GaN 所形成的层为 75 埃此外，Si 掺杂 GaN 层形成的层为 25 埃，即交互层叠 25 层，形成总膜厚 600 埃超格子结构所形成的第 3 氮化物半导体层。

除前述之外，与实施例 1 相同地形成 LED 元器件。

如前所述制成的实施例 14 的超格子结构 LED 具有与实施例 1 相同的性能。

说 明 书 附 图

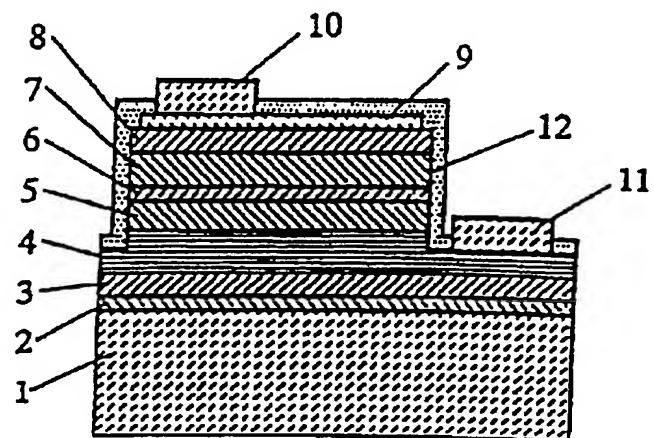


图 1

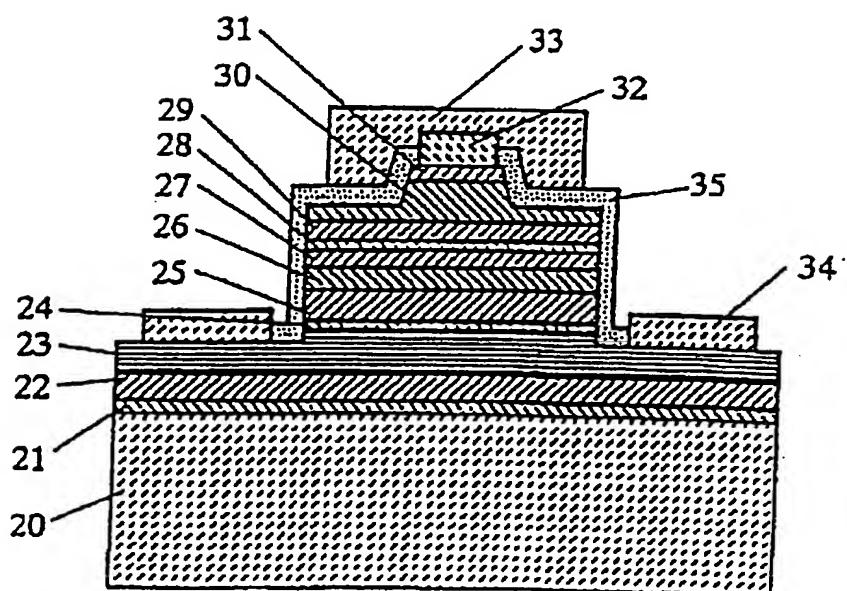


图 2